

TC11 电子束焊接接头组织分析

Analysis on Electron Beam Welding Joint Microstructure of TC11 Titanium Alloy

北京航空制造工程研究所 姚 罡 李晋炜 张庆云 陆业航

[摘要] 以 20mm 厚 TC11 电子束焊接试样为研究对象,进行金相分析和显微硬度测试。对 20mm 板厚 TC11 钛合金电子束焊接接头组织及显微硬度进行了分析研究。比较分析了接头的焊缝、热影响区及各过渡界面的组织状态,并对不同组织的形成机理进行了阐释。

关键词: 电子束焊接 TC11 钛合金 接头组织

[ABSTRACT] The 20mm-thick TC11 titanium alloy EBW joint microstructure is analysed by metallography and microhardness test. Microstructure of welded seam, heating affected zone and transition interface are compared and the generation mechanism of different structures is elucidated.

Keywords: Electron beam welding TC11 titanium alloy Welding joint structure

TC11 钛合金是一种 Ti-Al-Mo-Zr-Si 系马氏体型 $\alpha + \beta$ 两相钛合金,不仅具有较高的室温、高温拉伸和蠕变强度,还具有好的工艺性能,可进行热加工、焊接和各种形式的机加工。TC11 钛合金产品有棒材、环材、锻件等,主要用于制造航空发动机压气机盘、叶片和鼓筒等零件,也可用于制作飞机结构件^[1]。钛的化学性质非常活泼,在 400℃ 以上就开始和空气中的氧、氮、氢、碳发生化学反应,高于 600℃ 时进行剧烈反应^[2],所以 TC11 钛合金非常适合采用真空电子束焊接技术进行连接加工。而电子束焊接接头组织由于输入能量大、高温停留时间短、冷却速度较快,在毫米范围内造成了极大的温度梯度,焊缝中心至热影响区微观组织差异极大,因此研究电子束焊接接头对探索 TC11 组织转变规律有着积极意义。

1 试验条件及方法

试验采用 20mm 板厚的 TC11 钛合金,供货状态为轧制、退火态,其化学成分如表 1 所示。焊接用电子束设备为 ZD150-15A 高压电子束焊机,额定功率为 30kW,最大焊接电流为 250mA,最大加速电压为 150kV,真空室容积为 9m³。焊接时将其水平放置于焊接夹具之上,未施加外部拘束,焊接为非穿透焊工艺。焊前去除表面污物;焊后截取横截面进行磨、抛、腐蚀,

表1 TC11 钛合金化学成分质量分数 %

Al	Mo	Zr	Si	Fe	Ti	其他
6.169	3.409	1.733	0.285	0.054	87.97	0.338

并用 Leica DM6000M 金相显微镜及 Fei 电子扫描显微镜观察其金相组织,显微硬度测试采用 DMH-2 显微硬度计。

2 结果分析与讨论

2.1 焊缝宏观形貌

当焊接速度为 400mm/min、聚焦电流为 348mA 时,TC11 合金电子束焊接接头形貌如图 1 所示。TC11 合金电子束焊缝形状为钟罩形,头部焊料突出区宽度约 6.3mm,中部焊缝稍细,宽度约 4.3mm,焊缝总长度为 16.6mm,深宽比约 4:1。钟罩形焊缝上下熔宽相差小,微观组织连续均匀。整个焊缝左右两侧组织基本一致。焊缝中心可见一条垂直生长的细晶带,两侧为水平对峙生长的柱状晶。接头热影响区宽度约为 1.4mm,有部分等轴晶离散其中。

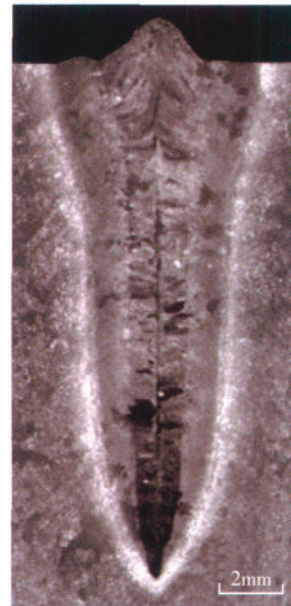


图1 接头宏观形貌

Fig.1 Welding joint macrostructure

2.2 焊接接头不同区域微观组织分析

2.2.1 基体组织

由图 2 可以看出, TC11 基体组织为等轴初生 α + 含有针状 α 的 β 转变体, 从图 2 (a) 中还可看出原始 β 晶粒的 α 镶边。

2.2.2 焊缝组织

由于电子束焊接输入能量大, 中心熔池温度可达 1800~2300℃, 高温停留时间较短, 冷却速度较快, 这在

毫米宽的焊缝范围内造成了极大的温度梯度^[3]。由于较快的冷却速度, 焊缝中心至热影响区显微组织差别很大, 焊缝中心处凝固时保留了 β 晶界, 中心可见 1 条垂直生长的细晶带, 柱状晶沿焊缝中心处水平对峙生长 (图 3 (a))。在快速冷却时, β 相来不及通过扩散转变成平衡的 α 相, 只有通过 β 相原子迁移发生切相变, 形成 α 稳定元素过饱和固溶体, 所以柱状晶晶粒内为细针状马氏体 α' 相 (如图 3 (b))。

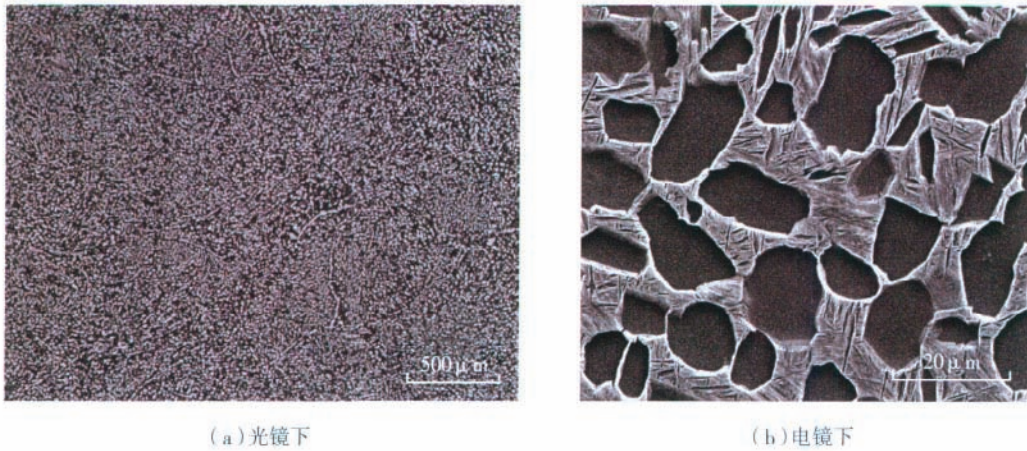


图2 TC11基体组织
Fig.2 Base metal microstructure of TC11

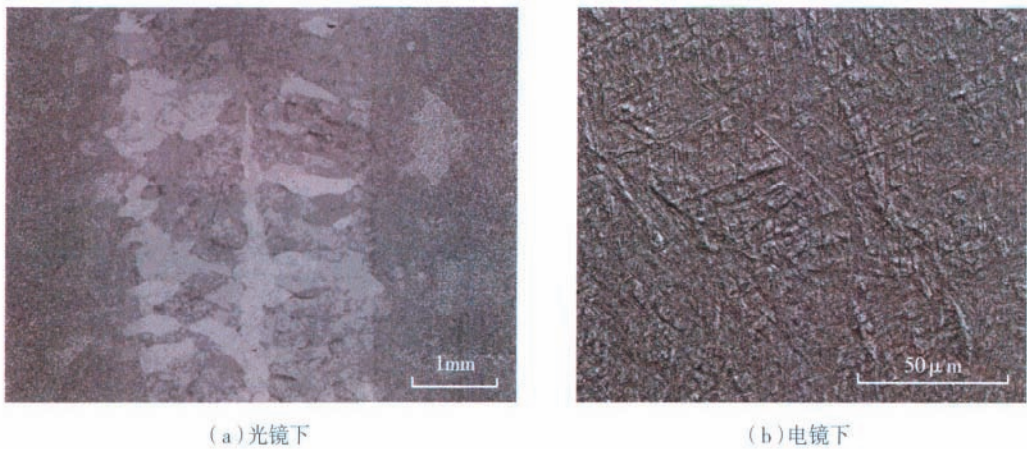


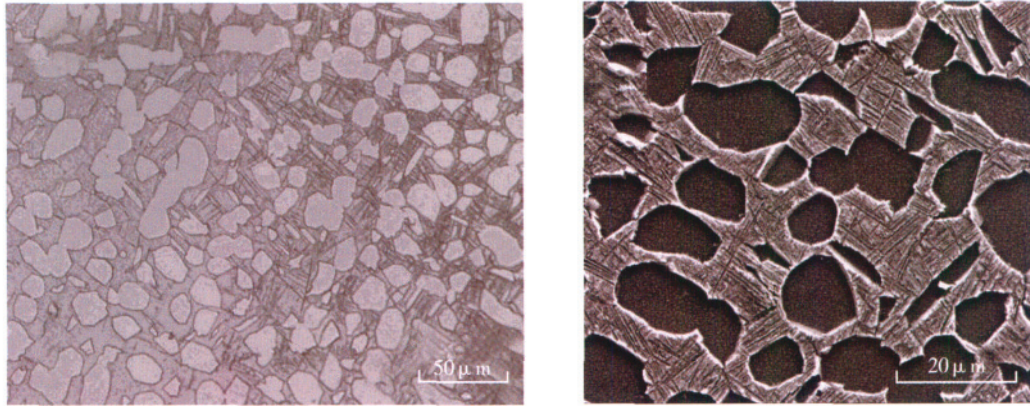
图3 TC11焊缝组织
Fig.3 Welded seam microstructure of TC11

2.2.3 热影响区组织

由图 4 (a) 可以看出, 热影响区与基体交界区域处初生 α 相基本没有变化, 而含有针状 α 的 β 转变体的灰度出现了从基体至热影响区方向由深变浅的现象。比较图 2 (b) 与图 4 (b) 可发现, 靠近热影响区方向组织中的针状 α 相变细, 导致了灰度的差异。这可能是由于基体中的针状 α 相为马氏体 α' 和 α'' , 低温加热时 α' 和 α'' 逐步分解成亚稳的 β 相, 而原有的 $\alpha + \beta$

片层状组织中 β 相长大, 形成如图 4 (b) 中的组织。

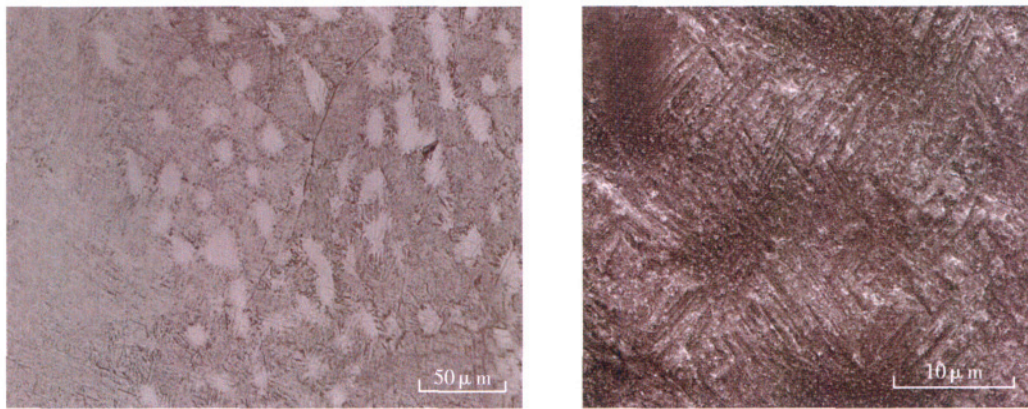
从图 5 可以看出, 熔合线附近的 β 晶粒内既存在针状 α' 又存在等轴初生 α 相, 并且出现初生 α 相晶界变为锯齿状的现象。这可能是由于相变点附近 β 相扩散速度较 α 相快^[4], 针状 α 转变为 β 的比例增加, 热影响区中的 β 相或焊缝中的 β 相扩散形成了新的 β 晶界, 部分新增 β 晶界甚至穿过了初生 α 晶粒。而随着片状 β 晶粒沿晶界向 α 晶粒内生长, 初生 α



(a) 光镜下 (b) 电镜下

图4 热影响区靠基体方向组织

Fig.4 Heat affected zone microstructure near to base metal



(a) 光镜下 (b) 电镜下

图5 TC11熔合线附近组织

Fig.5 Nearby fusion line microstructure of TC11

相边界上分布着细片状 β 相,快速冷却后 α 相晶界处形成了锯齿状的含有针状 α' 的 β 转。因此,热影响区微观组织应为等轴 $\alpha_{初生} + 针状 \alpha' + \beta$ 转并部分保留 β 晶界的组织。

2.3 焊接接头显微硬度分析

从焊接接头显微硬度分布可以看出,从基体到焊缝显微硬度逐渐升高,焊缝内的显微硬度值大于热影响区,焊缝中心处等轴晶硬度高于水平对峙生长的柱状晶(图6)。热影响区的温度变化相当于时效处理,由于初生 α 相的显微硬度在不同热处理条件下基本一样,而 β 转变组织在快速冷却和低温时析出马氏体 α' 相, α' 相中有高的位错密度,还有层错和亚晶界,所以距焊缝中心越近,接头的显微硬度值越大。

基体和热影响区交界处 0.5mm 范围内显微硬度先降低再升高。从显微组织上看,基体 β 转中的针状 α 晶粒较长(图7(a)),而交界处 0.5mm 范围内 β 转中针

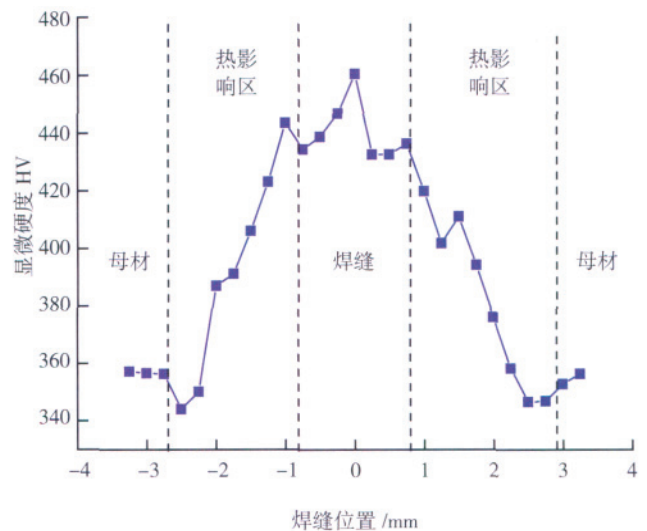
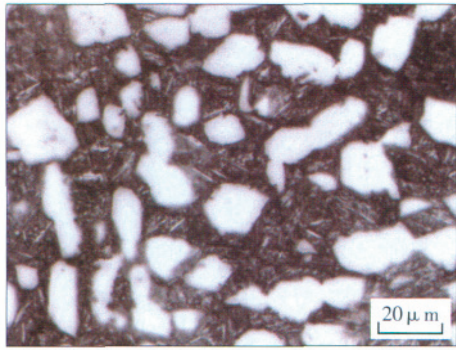
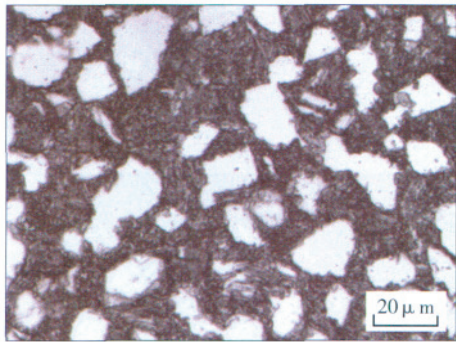


图6 TC11焊接接头不同区域组织显微硬度的变化
Fig.6 Variation of microhardness in TC11 welding joint



(a) 基体组织



(b) 交界处 0.5mm 范围内组织

图7 基体和热影响区交界处0.5mm范围内微观组织变化
Fig.7 Variation of microstructure between base metal and heat-affected zone within 0.5mm

状 α 晶粒非常短(图 7(b))。这种现象可能是由于 2.2.3 节中提到的原因,也可能是由于焊接冷却时,不稳定的 β 相析出的 α' 相,与经过退火处理的基体相比,没有经过一定时间的保温,所以晶粒尺寸较基体小。

3 结论

(1) 电子束焊接接头由于输入能量大、高温停留时间短、冷却速度较快,在毫米范围内造成了极大的温度梯度,因此焊缝中心至热影响区微观组织差异极大。

(2) TC11 电子束焊接接头从基体到焊缝显微硬度逐渐升高,焊缝中心处等轴晶硬度值最高。

(3) 基体和热影响区交界处 0.5mm 范围内显微硬度先降低,然后再升高。

参考文献

[1] 白晓环,冯永琦,韦韦琪,等. 飞机结构用 TC11 钛合金异型锻件的组织与性能. 钛工业进展,2005,22(5):37-40.
[2] 李兴无,沙爱学,张旺峰. TA15 合金及其在飞机结构中的应用前景. 钛工业进展,2003(20):4-5.
[3] Messler R W. Electron beam weldability of advanced titanium alloys. Welding Journa, 1981(5): 78-84.
[4] 钛合金文集编辑组钛合金文集. 上海: 上海科学技术情报出版社,1978. 38-39.

(责编 良辰)

(上接第 100 页)

A372: 15-20.

[5] Ruano O A, Wadsworth J, Sherby O D. Deformation mechanisms in an austenitic stainless steel (25Cr-20Ni) at elevated temperature. J Mater Sci,1985,20:3735.

[6] Ashby M F. A first report of deformation mechanism map. Acta Metal, 1972, 20:887.

[7] Mohamed F A, Langdon T G. Deformation mechanism maps based on grain size. Metal Trans A, 1974,5:2339.

[8] Langdon T G, Mohamed F A. A new type of deformation mechanism map for high-temperature creep. Mater Sci Eng, 1978, 32:103.

[9] Megumi Kawasaki, Sangmok Lee, Terence G. Langdon. Constructing a deformation mechanism map for a superplastic Pb - Sn alloy processed by equal-channel angular pressing. Scripta Materialia, 2009, 61: 963-966.

[10] 曹富荣,丁桦,李英龙,等. 镁锂合金含位错的高温变形机理图理论预报. 材料与冶金学报,2008,7(3): 206-210.

[11] Chung S W, Higashi K, Kim W J. Superplastic gas pressure forming of fine-grained AZ61 magnesium alloy sheet. Materials Science and Engineering, 2004, 372: 15-20.

[12] Metenier P, Gonzalez-Doncel G, Ruano O A, et al. Superplastic behavior of a fine-grained two-phase Mg-9wt% Li-5 wt% B4C composite. J Mater Res, 1990, 5(7): 1359-1361.

[13] Jojima Y, Inoue M, Tanno O. Superplasticity of Mg-Li alloy. J Jpn Inst Met, 1990, 54(3): 354.

[14] Fujitani W, Furushiro N, Hori S. Microstructural change during superplastic deformation of the Mg-8mass%Li alloy. J Jpn Inst Light Met, 1992, 42(3): 125.

[15] Fujitani W, Higashi K, Furushiro N, et al. Effect of Zr addition on superplastic deformation of the Mg-8%Li eutectic alloy. J Jpn Inst Light Met, 1995, 45(6): 333.

[16] Higashi K, Wolfenstine J. Microstructural evolution during superplastic flow of a binary Mg-8.5wt% Li alloy. Mater Lett, 1991, 10(7-8): 329.

[17] Sajjadi S A, Nategh S. A high temperature deformation mechanism map for the high performance Ni-base superalloy GTD-111. Materials Science and Engineering, 2001, 307: 158-164.

[18] Tanaka H, Yamada T, Sato E, Itaru Jimbo. Distinguishing the ambient-temperature creep region in a deformation mechanism map of annealed CP-Ti. Scripta Materialia, 2006, 56: 121-124.

[19] Mishra R S, Mukherjee A K. The rate controlling deformation mechanism in high strain rate superplasticity. Materials Science and Engineering, 1997, 234: 1023-1025.

[20] Farghalli A. Mohamed. Deformation mechanism maps for micro-grained, ultrafine-grained, and nano-grained materials. Materials Science and Engineering, 2011, 528: 1431-1435.

[21] KIM W J, CHUNG S W, CHUNG C S, et al. Superplasticity in thin magnesium alloy sheets and deformation mechanism maps for magnesium alloys at elevated temperatures. Acta Materialia, 2001, 49: 3337-3345.

[22] Terence G. Langdon. Grain boundary sliding revisited: Developments in sliding over four decades. J Mater, 2006, 1: 597-609.

(责编 小城)